文章编号:1000-4939(2024)02-0288-09

SiC/SiC 复合编织管的抗热冲击性能与失效机理研究

胡庆宽[1],许琦鹏[2],万志慧[1],杨保建[1],周为[1],晋小超[2]

(1. 河南航天精工制造有限公司河南省紧固连接技术重点实验室,464000 信阳;
2. 西安交通大学航天航空学院极端环境与防护技术联合研究中心,710049 西安)

摘　要:以二维二轴编织的 SiC/SiC 复合编织管为研究对象,研究其抗热冲击性能及失效机理。自主搭建了基于石英灯辐照加热的循环热冲击试验平台,基于该平台开展了 SiC/SiC 复合编织管的循环热冲击试验考核,并对循环热冲击后的复合编织管进行了径向压缩测试,探究了复合编织管力学性能与破坏机理,拟合得到了热冲击强度退化经验公式。研究结果表明,搭建的循环热冲击试验平台能够模拟快速升降温的实际服役环境,最高升温、降温速率在试验过程中分别可达约 40、60 ℃/s。随着热冲击循环次数的增加,SiC/SiC 复合编织管环向拉伸强度下降,且降幅随之增大。热冲击产生的热应力导致纤维周围的基体产生微裂纹,弱化了纤维束与基体之间的连接,这是复合编织管强度降低的原因之一。拟合的强度退化经验公式能够准确描述强度退化规律,可以满足工程应用需求。

关键词:陶瓷基复合材料;SiC/SiC 复合编织管;石英灯辐照加热;热冲击;失效机理
中图分类号:O348.5　　**文献标志码**:A　　**DOI**:10.11776/j.issn.1000-4939.2024.02.003

Thermal shock resistance and failure mechanism of SiC/SiC composite braided tubes

HU Qingkuan[1], XU Qipeng[2], WAN Zhihui[1], YANG Baojian[1], ZHOU Wei[1], JIN Xiaochao[2]

(1. Henan Key Laboratory of Fastening and Connection Technology, Henan Aerospace Precision Manufacturing Co., Ltd., 464000 Xinyang, China; 2. Joint Research Center for Extreme Environment and Protection Technology, School of Aerospace Engineering, Xi'an Jiaotong University, 710049 Xi'an, China)

Abstract: The two-dimensional two-axis braided SiC/SiC composite braided tubes are taken as the research object, and their thermal shock resistance and failure mechanism are studied. A thermal shock test platform based on quartz lamp irradiation heating was built, on which the thermal shock test of SiC/SiC composite braided tubes was carried out, and then the diametral compression test of the braided tubes after thermal shock was also performed. The mechanical properties and failure mechanism of the braided tube

收稿日期:2022-04-19　　**修回日期**:2022-07-16
基金项目:国家重大科技专项项目资助项目(No. J2019-IV-0003-0070);国家自然科学基金资助项目(No. 12102320);中国博士后科学基金资助项目(No. 2021M692571)
通信作者:晋小超。E-mail:jinxiaochao@xjtu.edu.cn
引用格式:胡庆宽,许琦鹏,万志慧,等. SiC/SiC 复合编织管的抗热冲击性能与失效机理研究[J]. 应用力学学报,2024,41(2):288-296.
HU Qingkuan, XU Qipeng, WAN Zhihui, et al. Thermal shock resistance and failure mechanism of SiC/SiC composite braided tubes[J]. Chinese journal of applied mechanics, 2024, 41(2):288-296.

were investigated, and the empirical formula of thermal shock strength degradation was obtained by fitting. The results showed that the thermal shock test platform can simulate the service environment with rapid temperature rise and drop, and the maximum heating and cooling rates can reach about 40 and 60 ℃/s, respectively, during the thermal shock test. With the increase of thermal shock cycle number, the circumferential tensile strength of SiC/SiC composite braided tubes decreases quickly at an increasing rate. The thermal stress caused by thermal shock leads to the appearance of microcracks in the matrix around the fiber and weakens the adhesion between the fiber bundle and matrix, which is one of the main causes of the strength degradation of braided tube. The fitting algorithm can well describe the strength degradation caused by cyclic thermal shock and has the value of engineering applications.

Key words: ceramic matrix composite; SiC/SiC composite braided tube; quartz lamp irradiation heating; thermal shock; failure mechanism

随着现代科学技术的发展,空间技术和新能源领域,尤其是航空发动机、航天热防护系统、核能工业等尖端科学领域,对材料的高温性能提出了越来越高的要求[1-2]。例如,涡轮前的进口温度是影响航空发动机动力的重要因素,在航发的推重比为 10 时,涡轮的进口温度高达 1 650 ℃[3],而现有的高温合金材料最高使用温度约为 1 100 ℃[4],已无法满足要求;在核反应堆中,反应温度是影响其热效率的重要因素,在概念气冷快堆(gas cooled fast reactor, GFR)、铅冷快堆(lead-cooled fast reactor, LFR)和超高温反应堆(very high temperature reactor, VHTR)中,燃料包层材料在正常运行时的温度将超过 850 ℃[5],而常用的锆合金材料极限使用温度在 400 ℃左右,无法满足燃料包层管对温度的要求[6]。因此,制备一种具有低密度、高韧性、高强度、高模量、耐高温、耐侵蚀等优秀性能的新材料成为重大需求之一。陶瓷基复合材料(ceramic matrix composites, CMCs)具有高比强度、耐高温性、耐烧蚀性以及抗疲劳性能[7],能够在极端高温环境下服役,是提高新一代航空发动机效率及核反应堆反应温度的主要候选材料。CMCs 已经显示出在极端温度环境下承受极大载荷的能力,这使得 CMCs 热端部件可以在更高的温度下运行。

CMCs 的制备工艺仍是决定其能否应用于航空航天工业及核工业的关键技术之一[8]。CMCs 的主要制备工艺包括化学气相渗透工艺(chemical vapor infiltration, CVI)、聚合物先驱体浸渍裂解工艺(programmable ion permeation, PIP)[9]以及反应熔体渗透工艺(reactive melt infiltration, RMI)[10]等。CVI 是指将一种或几种烃类气体化合物经高温分解、缩聚之后沉积在多孔介质内部,使材料致密化的方法,这种方法具有高纯度、高结晶、技术成熟、可制成大型部件等优点,同时也具有制备时间长、成本高的技术问题[11]。比较而言,CVI 是一种相对成熟的工艺,其具备良好的力学性能[12],由其制成的先进陶瓷基复合材料可被广泛用于极端热环境中的热端部件。针对 CMCs 高温力学性能,现有研究主要聚焦于静态高温环境下的力学特性[13-16]。作为 CMCs 的一种,SiC/SiC 复合材料相较于 C/C 复合材料、C/SiC 复合材料在相同工况下具有热应力小、耐氧化等特点,因此在航空航天、核能领域中其常被用于高温、大热冲击服役工况下的热端部件。然而对 SiC/SiC 复合材料抗热冲击性的研究却鲜有报道,造成这一现象的主要原因是缺乏先进加热方法。目前,工程中较为常用的加温方法主要包括电磁感应加热法和电阻加热法。电磁感应加热法具有非接触、加热速快、可实现局部加热的优点[17],同时具有集肤效应[18]、热惯性大、不适用于非金属材料的缺点;电阻加热法具有结构简单可靠、成本低、功率大的优点,同时具有热惯性大、较危险的缺点[19]。近年来,石英灯辐射加热法具有升温快、热效率高、热惯性小等优点[20],适用于开展热冲击试验,逐渐在工程领域得到了重视和发展。然而,目前我国关于石英灯辐照加热技术尚不成熟,在工程领域的应用报道较少。

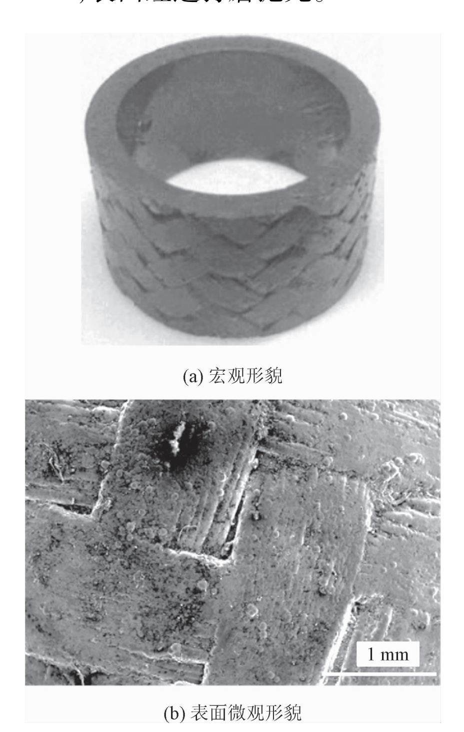
燃料包层管是核燃料的封装容器,是燃料元件几何形状的支撑结构,由于核反应过程中核燃料频繁与冷却剂换热,燃料包层管常承受热冲击载荷。因 SiC/SiC 复合材料出色的耐高温、耐氧化性能,在新一代反应堆中,由其制成的 SiC/SiC 复合编织管常被用做燃料包层管[21]。因此,本研究以 CVI 工艺制备的 SiC/SiC 复合编织管为对象,采用自主搭建了基于石英灯辐照加热的循环热冲击试验平台,完

成了对复合编织管的循环热冲击试验，并对热冲击后的 SiC/SiC 编织管进行了弯曲试验，探究了其破坏机理，并拟合得到了其热冲击强度退化经验公式。

1 SiC/SiC复合编织管抗热冲击性能试验研究

1.1 SiC/SiC 复合材料编织管

本研究中的 SiC/SiC 复合编织管采用第三代 HNS-SiC 纤维（Hi-Nicalon^{TM}S 型，日本碳素公司），平均直径为 12 μm。该材料由 3 层组成，内层是具有 ±45°堆叠结构的纤维缠绕层；中间层和外层均为 2×2（±45°）二维编织结构，如图 1 所示。在编织体上沉积厚度约为 100 nm 的热解碳（PyC），形成 SiC/SiC 预制体。最后，通过 CVI 工艺对 SiC/SiC 预制体进行致密化。该编织管的内半径为 3.6 mm，外半径为 4.875 mm，表面经过打磨抛光。



(a) 宏观形貌

(b) 表面微观形貌

图 1 SiC/SiC 复合编织管

Fig. 1 The SiC/SiC composite braided tube

1.2 循环热冲击试验

1.2.1 循环热冲击试验平台

本研究自主搭建的热冲击试验平台采用热辐射加热方式，其中发热体采用技术发展较为完善的石英管碘钨灯（简称石英灯）。该平台控制方案如图 2 所示，上位机为 PLC 及其扩展模块组下达指令，同时 PLC 及其扩展模块组为上位机提供数据。PLC 及其扩展模块组提供信号给功率控制器，进而控制加热装置的输出功率来加热试件。同时，试件的温度信息被 K 型热电偶捕捉并被转化为标准信号，并传递给 PLC 及其扩展模块组。

控制方案中的加热装置如图 3 所示，主要包含石英灯组、石英灯组夹具、水冷通道、K 型热电偶 4 部分，夹具水冷通道、加热灯管冷气管道分别安装在夹具和加热灯管外围。图 3（b）为试验装置仰视图，石英灯组安装于石英灯夹具正下方。试验过程中，试件被耐高温合金丝固定在莫来石板中，石英灯组通过辐照对试件进行加热。降温过程中，由水冷通道对试件进行冷却。

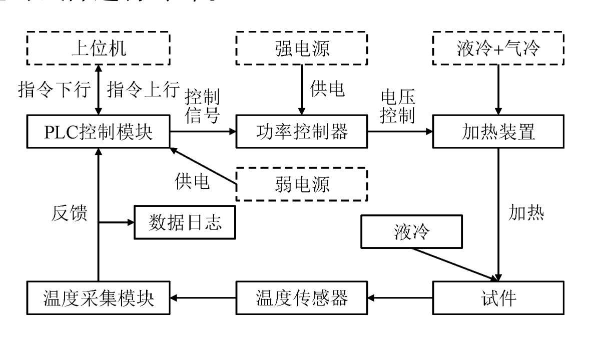
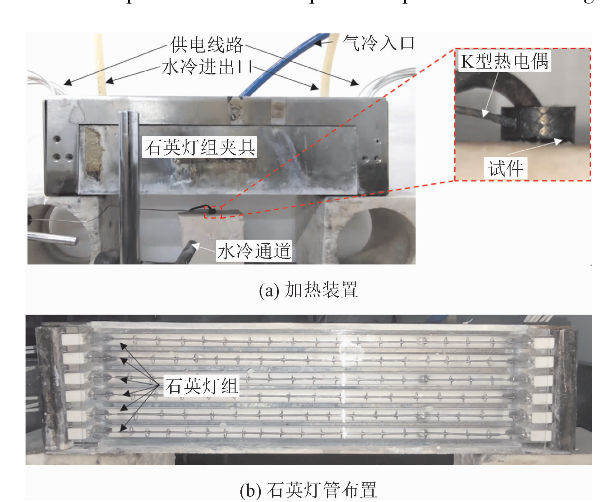


图 2 基于石英灯辐照加热的循环热冲击试验平台控制方案

Fig. 2 Construction scheme of the control system for thermal shock test platform based on quartz lamp irradiation heating



(a) 加热装置

(b) 石英灯管布置

图 3 基于石英灯辐照加热的循环热冲击试验平台加热装置

Fig. 3 Heating device of cyclic thermal shock test platform based on quartz lamp irradiation heating

1.2.2　SiC/SiC 编织管循环热冲击试验

对试样表面进行处理后,开展循环热冲击试验。本试验中采用的圆管试件高度为(5 ±0.2) mm,如图 4 所示。试件共分为 4 组,每组 4 个试件,对 4 组试件分别进行 0、250、500、750 次热冲击循环。实验过程中,一个温度循环周期为 110 s,包括升温 40 s、高温保载 30 s、降温 30 s、低温保载 10 s,其中最高温度为 1 000 ℃、最低温度为 20 ℃,冷却方式采用水冷。试验过程如图 5 所示,为了维持均匀温度场,用莫来石板封闭试验环境,温度载荷曲线如图 6 所示。从图 6 中可看出,在试验过程中,本平台的最高升温、降温速率分别可达约 40、60 ℃/s。考核过程中,每经历 50 个循环暂停试验,检查试件状况,更换受损石英灯管。

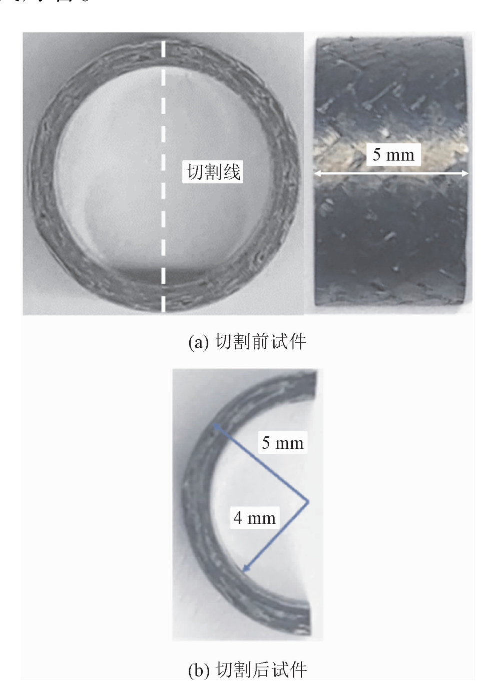


图 4　SiC/SiC 复合编织管试件

Fig. 4　Specimen of SiC/SiC composite braided tube



图 5　基于石英灯辐照加热的循环热冲击试验过程

Fig. 5　Process of thermal shock test based on quartz lamp radiation heating

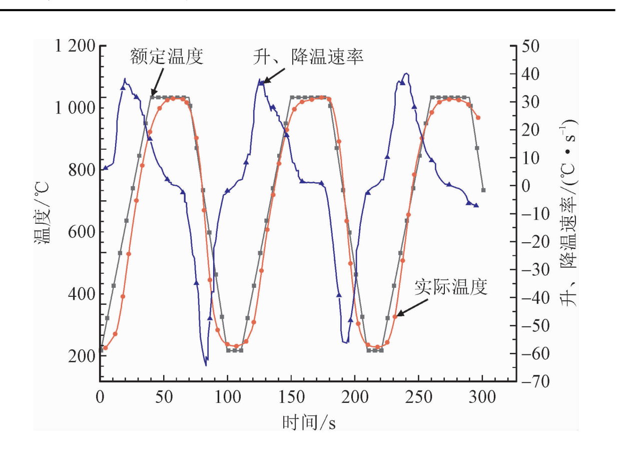


图 6　循环热冲击试验温度载荷谱

Fig. 6　The temperature and load curves for thermal shock test

1.3　C 形 SiC/SiC 编织管径向压缩试验

为研究热冲击对编织管强度的影响,本研究在完成循环热冲击试验后进行压缩测试。在 SiC/SiC 复合编织管服役过程中,高温气体或燃料芯块的膨胀是引起编织管胀裂失效的主要形式之一。对于陶瓷结构件,常使用管状试件(如 C 形环[22-23]和 O 形环)来测量环箍性能,即环向拉伸强度。与采用 O 形试件进行胀塞试验相比,采用 C 形试件进行径向压缩试验更易操作,此外,研究人员对该试验方法进行理论分析,表明环向拉伸强度的测量误差仅为 6%[22,24]。因此,本研究采用 C 形截面的 SiC/SiC 复合编织管试件,测量 SiC/SiC 复合编织管的环向拉伸强度。首先,依据先进陶瓷国际标准[22],将 SiC/SiC复合编织管切成 C 形,并进行强度测试。制样切割过程中使用直径约为 0.2 mm 的金刚石丝进行切割,并采用冷却液进行冷却。然后,对试件切割面采用 1 500 目砂纸进行打磨,直至在光学显微镜下未观察到明显切割缺陷。

试验过程采用原位 DIC 记录试件变形、破坏过程,如图 7 所示。在进行压缩测试前对热冲击后的试件截面喷涂散斑,散斑质量较好。试验过程中,首先调节光学镜头焦距、光圈以及补光灯亮度,保证在 VIC-SNAP 软件中观测到的图像质量满足要求,然后进行径向压缩破坏试验。需要指出的是,在合金压头中心位置预置有 1.5 mm 深的凹槽,用于增强 C 形试件端面与压头的接触,保证试件在加载过程中不发生转动。加载速率为 0.1 mm/min,DIC 设备图像采集频率为 2 Hz。

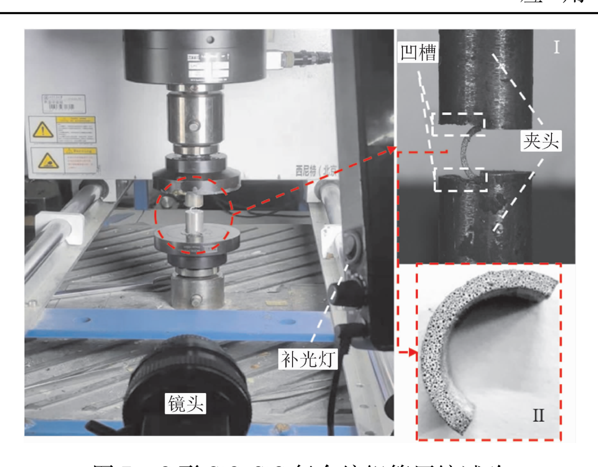


图7 C形SiC/SiC复合编织管压缩试验

Fig. 7 Compression test of the C-type SiC/SiC composite braided tube

1.4 环向拉伸强度计算

环向拉伸强度往往是设计、数值模拟中建模和工作许可中的必要输入，环向拉伸强度可由临界破坏压力推导得出。根据曲梁理论[25]，可得到环向应力为

$$\sigma_\theta = -\frac{P}{A} + \frac{M}{AR} - \frac{M}{J_z}\frac{y}{1-\frac{y}{R}} \tag{1}$$

式中：R为轴线半径；P为压力；y为应力处在y方向上的坐标（图8）；A为截面面积；M为弯矩；J_z的表达式为

$$J_z = \int_A \frac{y^2 \mathrm{d}A}{\left(1-\frac{y}{R}\right)} \tag{2}$$

对于此C形试件，发生破坏的位置在试件的对称处。在对称处的截面上

$$A = bh,\quad M = PR \tag{3}$$

对于矩形截面，有

$$J_z = \int_A \frac{y^2 \mathrm{d}A}{1-\frac{y}{R}} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}}\left(y^2+\frac{y^4}{R^2}+\frac{y^6}{R^4}+\cdots\right)b\mathrm{d}y = \frac{bh^3}{12}\left(1+\frac{3h^2}{20R^2}+\frac{3h^4}{112R^4}+\cdots\right) \tag{4}$$

当$R=h$时，$J_z=1.177I_z$；当$R=2h$时，$J_z=1.039I_z$；当$R=3h$时，$J_z=1.017I_z$；当$R=4h$时，$J_z=1.009I_z$。因此，为简化计算，在$R=4.5$ mm，$h=1$ mm的试件中，取$J_z\approx I_z$。因此，可以得到

$$\sigma_\theta = -\frac{12PR}{bh^3}\frac{y}{1-\frac{y}{R}} \tag{5}$$

由式(5)可知，当$y=\frac{h}{2}$时，σ_θ取得最大值，表达式为

$$\sigma_{\theta\max} = \frac{6PR}{bh^2\left(1+\frac{h}{2R}\right)} \tag{6}$$

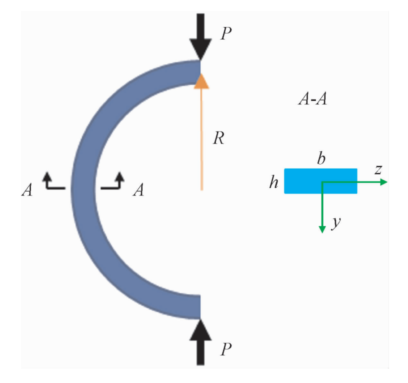


图8 C形SiC/SiC编织管受力状态简图

Fig. 8 Stress state diagram of C-type SiC/SiC braided tube

依据以上关系即可得到不同热冲击循环次数后SiC/SiC编织管环向拉伸强度，进一步可拟合得到环向拉伸强度与热冲击循环次数之间的函数关系。

2 结果与讨论

2.1 SiC/SiC编织管的破坏机理

对比每组4个试件的加载曲线，可以发现力-位移曲线重合度较高，保证了试验数据的可靠性。将0、250、500、750次热冲击循环后试件的代表曲线进行对比，如图9所示，试件断裂前的曲线可被分为两个阶段：①近似线性段，依据相关文献[26]，在这个阶段，基体虽然会出现微裂纹，但基体和纤维束仍共同承受载荷，变形主要来源于纤维束和基体的弹性变形；②发生局部损伤之后的非线性段，在这个阶段，编织管经历非线性变形直至断裂，基体所承载的载荷逐渐转移到纤维上，纤维成为主要的承载部分。随着载荷的增加，SiC/SiC编织管发生局部断裂失效。其中材料变形的第②阶段主要是基体裂纹扩展、纤维断裂、界面脱粘和纤维拔出等机制导致的[27-28]，这是CMCs纤维和界面发挥预期增韧效果的主要阶段。

加载曲线表明，随着热冲击循环次数的增加，试

件所能承受的最大载荷依次减小，失效应变也依次减小，说明热冲击可能导致复合材料失去了部分增韧机制。值得指出的是，在 500、750 次热冲击循环后试件的失效机制会发生明显的转变，没有发生明显的脆性断裂，而是表现出一定的“塑性”。

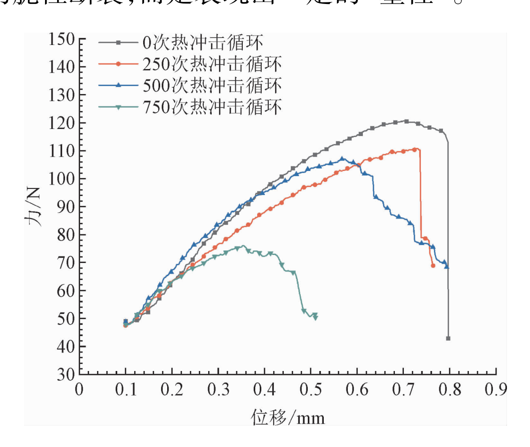


图 9　不同热冲击次数后 C 形 SiC/SiC 编织管的加载曲线

Fig. 9　Loading curve of C-type SiC/SiC braided tube after thermal shock for different times

以 0、500 次热冲击循环试件的径向压缩力-位移曲线为例，破坏过程中基于原位 DIC 得到的应变（ε_{yy}）演化如图 10 所示。可以发现，在加载初始阶段，由于局部微结构的影响，两种热冲击试件的应变集中均未出现在最终断裂处。随着加载的进行，两种热冲击试件的最大应变均出现在最终断裂处附近，最大变形位置逐渐稳定，此时载荷由纤维束和基体共同承担。由于基体内部微裂纹扩展及损伤的积累，材料内部承载不均匀并会呈现出明显分区域应变集中的特点，这在无热冲击试件径向压缩过程中体现得更明显，如图 10(a)所示，此时基体上的载荷逐渐向纤维上转移，纤维成为主要承载部分。最后断裂处应变集中区域进一步扩展，由于断裂处基体已经失效，纤维束承载下的大应变区域不断扩展，导致断裂位置的应变远远大于其他位置，最终发生整体断裂失效。此外，由于裂纹的扩展导致 C 形试件的外侧部分承载面积减少，外侧应力集中较内侧部分更严重，因而最终失效发生在试件外侧。

位移	应变云图	位移	应变云图	位移	应变云图
x=0 mm		x=0.1 mm	Max	x=0.2 mm	Max
x=0.4 mm	Max	x=0.5 mm	Max	x=0.6 mm	Max
x=0.7 mm	Max	x=0.8 mm	Max	x=0.82 mm	断裂处

(a) 无热冲击试件的压缩过程截面应变演化

位移	应变云图	位移	应变云图	位移	应变云图
x=0 mm		x=0.1 mm	Max	x=0.2 mm	Max
x=0.3 mm	Max	x=0.4 mm	Max	x=0.5 mm	Max
x=0.56 mm	Max	x=0.6 mm	断裂处		

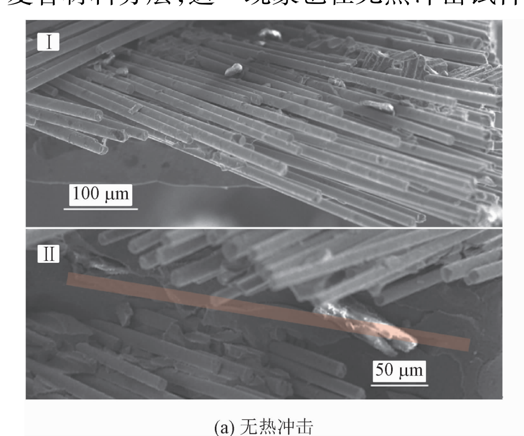
(b) 500次热冲击后试件的压缩过程截面应变演化

图 10　C 形 SiC/SiC 试件压缩过程的截面应变云图

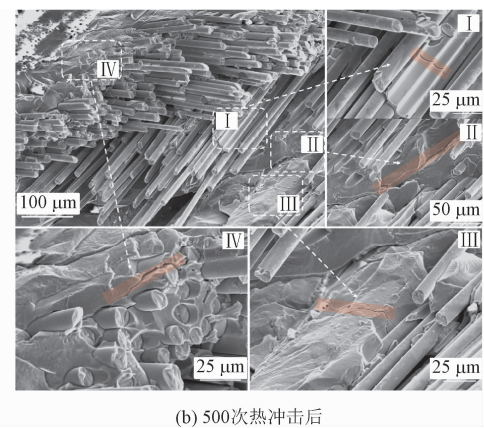
Fig. 10　Cross-sectional strain nephogram of C-type SiC/SiC specimen during compression

断裂处断口形貌如图 11 所示，可以观察到明显的微裂纹（Ⅰ~Ⅳ红色标记区域）。在热冲击过程中，由于纤维束和基体间的热膨胀系数不同，在界面处产生了热应力。热应力与纤维的弹性模量、纤维的

泊松比、热冲击引起的温差、纤维束和其它部分的热膨胀系数之差的绝对值正相关[29]。热应力导致纤维周围产生微裂纹，削弱纤维束与基体间的结合作用，减小材料在拉伸载荷下的实际承载面积，进而降低了复合材料的宏观拉伸性能[30]。热失配引起 SiC/SiC 复合编织管局部显著弱化，在拉伸载荷作用下，部分纤维从基体中拔出，如图11(b)Ⅰ所示，进而在断口处形成大量孔洞。此外，对比图11(a)Ⅰ中无热冲击试件的弯曲破坏断口形貌，可以发现热冲击使得试件纤维拔出长度变短。从图11(b)Ⅱ中可以看出，微裂纹也常出现在层间的基体上，造成 SiC/SiC 复合材料分层，这一现象也在无热冲击试件的断口形貌中被观察到，如图11(a)Ⅱ所示。陶瓷基体的固有脆性使得材料的微裂纹扩展行为对内部缺陷非常敏感，而纤维增强相阻止了微裂纹在热应力下的快速扩展，裂纹只能在纤维束编织层之间扩展。在图11(b)Ⅳ中也可以看出，裂纹在传播过程中穿过纤维束表面，导致表面附近的纤维受损，而远处的纤维形态相对完整。从图11(b)Ⅲ中可以看出，在外载作用下，断裂处基体开裂严重并沿横向(与纤维束呈 90°)扩展，0°纤维束方向发生界面脱粘出现大量纤维拔出现象，这表明 SiC/SiC 复合编织管具有良好的韧性[31]。



(a) 无热冲击



(b) 500次热冲击后

图 11　C 形 SiC/SiC 编织管弯曲断裂断口微观形貌

Fig. 11　Micromorphology of the fracture surface of C-type SiC/SiC braided tube

2.2　热冲击后的强度退化经验公式

将试件的尺寸参数以及临界破坏力 P 代入式(6)中，计算得到 SiC/SiC 复合编织管热冲击后的环向拉伸强度，如表 1 所示。结果表明，随着热冲击循环次数的增加，试件环向拉伸强度逐渐下降，且下降速率随热冲击循环次数的增加而增大。热冲击循环 250、500、750 次后，复合编织管的环向拉伸强度分别为 546.75、513.95、410.67 MPa，与不进行热冲击循环得到的复合编织管环向拉伸强度 578.34 MPa 相比，其降幅分别为 5.6%、11.13%、28.99%。当复合编织管承受激烈变化的温度时，其内部产生温度梯度，进一步导致编织管材料内部会因收缩或膨胀受阻产生热应力，当热应力超过材料强度极限时，材料内部不同组分间产生分裂、挤压等现象，引起材料整体力学强度衰减。

表 1　热冲击后 SiC/SiC 复合编织管的临界破坏载荷与环向拉伸强度

Tab. 1　Critical failure load and circumferential tensile strength of SiC/SiC composite braided tube after thermal shock

热冲击循环次数	临界破坏压力/N				平均破坏载荷/N	环向拉伸强度/MPa
	1 号试件	2 号试件	3 号试件	4 号试件		
0 次	122.18	115.76	116.85	127.01	120.45	585.39
250 次	135.65	86.23	111.61	119.37	113.22	550.25
500 次	108.76	101.27	112.91	104.58	106.88	519.44
750 次	73.28	77.79	85.56	105.03	85.42	415.12

热冲击后 SiC/SiC 编织管环向拉伸强度与循环次数之间的关系如图 12 所示。进行二项式拟合，得到强度退化经验公式为

$$\sigma_{\mathrm{T}} = 581.498 - 0.009\,11N - 0.000\,277\,N^2 \quad (7)$$

式中:σ_T为环向拉伸强度;N 为热冲击循环次数。需要指出的是,SiC/SiC 复合编织管在径向上具有相似的缺陷尺寸和分布、相同的纤维结构和纤维组分、较小的密度差异。针对该 SiC/SiC 复合编织管的研究表明,强度计算主要基于材料均匀假设,SiC/SiC 复合编织管在径向方向上材料均匀,计算的强度误差范围较小,是可以接受的[22]。该经验公式参数较少且能够描述拉伸强度的衰减规律,适合工程应用。

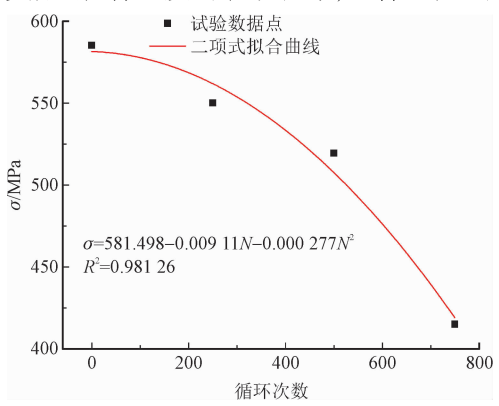


图 12　C 形 SiC/SiC 编织管热冲击后的强度退化

Fig. 12　The strength degradation of C-type SiC/SiC braided tube after thermal shock

3　结　论

本研究以 SiC/SiC 复合编织管为对象,搭建了基于石英灯辐照加热的循环热冲击试验平台,完成了对复合编织管试件的循环热冲击试验,并对热冲击后的 C 形 SiC/SiC 编织管试件进行了强度测试,研究了其破坏机理,建立了热冲击的强度退化经验公式。主要结论如下。

1)本研究搭建的基于石英灯辐照加热的循环热冲击试验平台能够模拟快速升降温的服役环境,最高升温、降温速率在试验过程中分别可达约 40、60 ℃/s。

2)随着热冲击循环次数的增加,SiC/SiC 复合编织管失效模式由脆性断裂转变转变成“假塑性”断裂。热冲击产生的热应力导致纤维周围产生微裂纹,弱化了纤维束与基体间的结合作用,这是编织管宏观拉伸性能降低的原因之一。

3)随着热冲击循环次数的增加,SiC/SiC 复合编织管环向拉伸强度有明显的下降趋势,且降幅随热冲击循环次数的增加而增大。拟合的强度退化经验公式能够准确描述退化规律,能够满足工程应用需求。

参考文献:

[1] CHEN G, PENG Y B, ZHENG G, et al. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications[J]. Nature materials, 2016, 15(8): 876-881.

[2] 赵陈伟,毛军逵,屠泽灿,等. 纤维增韧陶瓷基复合材料热端部件的热分析方法现状和展望[J]. 航空学报,2021,42(6):125-150.
ZHAO Chenwei, MAO Junkui, TU Zecan, et al. Thermal analysis methods for high-temperature ceramic matrix composite components: review and prospect[J]. Acta aeronautica et astronautica Sinica, 2021, 42(6): 125-150(in Chinese).

[3] 王洋,贺丽娟,刘圆圆,等. SiC/SiC 复合材料制备技术研究进展[J]. 飞航导弹,2019(6):92-97.
WANG Yang, HE Lijuan, LIU Yuanyuan, et al. Research progress on preparation technology of SiC/SiC composites[J]. Aerodynamic missile journal, 2019(6): 92-97(in Chinese).

[4] 刘昭昭,王淼,刘延辉. 镍基高温合金 GH4133B 本构模型及热加工图的热模拟研究[J]. 航空材料学报,2021,41(6):44-50.
LIU Zhaozhao, WANG Miao, LIU Yanhui. Analysis of deformation behavior and microstructure evolution for GH4133B superalloy based on isothermal compression test[J]. Journal of aeronautical materials, 2021, 41(6): 44-50(in Chinese).

[5] MALOY S A, ALLEN T, BALBAUDCELERIER F, et al. Status report on structural materials for advanced nuclear systems: LA-UR-13-28251[R]. USA: U. S. Departmentof Energy, 2013.

[6] AZEVEDO C R F. Selection of fuel cladding material for nuclear fission reactors[J]. Engineering failure analysis, 2011, 18(8): 1943-1962.

[7] 张立同,成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨[J]. 复合材料学报,2007,24(2):1-6.
ZHANG Litong, CHENG Laifei. Discussion on strategies of sustainable development of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. Acta materiae compositae Sinica, 2007, 24(2): 1-6(in Chinese).

[8] 郭晋军,李威达,王瑞平. 陶瓷基复合材料钻孔出口损伤影响规律研究[J]. 机械研究与应用,2021,34(5):56-59.
GUO Jinjun, LI Weida, WANG Ruiping. Research on influence law of the ceramic matrix composite drilling holes outlet damage[J]. Mechanical research & application, 2021, 34(5): 56-59(in Chinese).

[9] MU Y, ZHOU W C, WANG C, et al. Mechanical and electromagnetic shielding properties of SiC_f/SiC composites fabricated by combined CVI and PIP process[J]. Ceramics international, 2014, 40(7): 10037-10041.

[10] 张俊敏,陈小武,廖春景,等. SiC_f/SiC 复合材料的 RMI 制备方法以及微观结构和性能优化[J]. 无机材料学报,2021,36(10):1103-1110.
ZHANG Junmin, CHEN Xiaowu, LIAO Chunjing, et al. Optimizing microstructure and properties of SiC_f/SiC composites prepared by reactive melt infiltration[J]. Journal of inorganic materials, 2021,

36(10):1103-1110(in Chinese).

[11] 汤哲鹏,贾林涛,谢宇辉,等.甲烷CVI工艺致密不同尺寸炭/炭复合材料实验与数值模拟研究[J].炭素技术,2021,40(3):4-7.
TANG Zhepeng, JIA Lintao, XIE Yuhui, et al. Experimental and numerical simulation studies on C/C com-posite with different dimensions via chemical vapour infiltration of methane[J]. Carbon techniques,2021,40(3):4-7(in Chinese).

[12] KATOH Y, OZAWA K, SHIH C, et al. Continuous SiC fiber, CVI SiC matrix composites for nuclear applications: properties and irradiation effects[J]. Journal of nuclear materials, 2014, 448(1/2/3):448-476.

[13] LI L B. Temperature-dependent proportional limit stress of SiC/SiC fiber-reinforced ceramic-matrix composites[J]. High temperature materials and processes, 2020, 39(1):209-218.

[14] LI L B. Temperature-dependent proportional limit stress of carbon fiber-reinforced silicon carbide ceramic-matrix composites[J]. Ceramics-silikáty, 2019, 63(3):330-337.

[15] LI L B. Time-dependent proportional limit stress of carbon fiber-reinforced silicon carbide ceramic-matrix composites considering interface oxidation[J]. Journal of the Ceramic Society of Japan, 2019, 127(5):279-287.

[16] LI L B. Synergistic effects of temperature and time on proportional limit stress of silicon carbide fiber-reinforced ceramic-matrix composites[J]. Composite interfaces, 2020, 27(4):341-353.

[17] 张景强,于植光.CBN磨头刀柄感应钎焊数值模拟分析[J].中国金属通报,2021(13):211-214.
ZHANG Jingqiang, YU Zhiguang. Numerical simulation analysis of induction brazing of CBN grinding head and shank[J]. China metal bulletin, 2021(13):211-214(in Chinese).

[18] 陈志国,方亮,吴吉文,等.半固态挤压高硅铝合金二次加热的微观组织演变[J].材料导报,2019,33(6):1006-1010.
CHEN Zhiguo, FANG Liang, WU Jiwen, et al. Microstructure evolution of an extruded high silicon semi-solid state aluminum alloys during reheating[J]. Materials reports, 2019, 33(6):1006-1010 (in Chinese).

[19] 白利民.石英灯辐射加热器热性能分析及结构优化[D].西安:西安电子科技大学,2015.

[20] 吴松,胡宇鹏,李翀,等.适应瞬态高温过载环境的加载装置设计及试验研究[J].装备环境工程,2021,18(3):101-106.
WU Song, HU Yupeng, LI Chong, et al. The design of overloaded transient thermal testing apparatus to simulate re-entry heating and testing techniques [J]. Equipment environmental engineering, 2021, 18(3):101-106(in Chinese).

[21] SAUCEDO-MORA L, MARROW T J. Multi-scale damage modelling in a ceramic matrix composite using a finite-element microstructure meshfree methodology[J]. Philosophical Transactions of the Royal Society A: mathematical, physical and engineering sciences, 2016, 374(2071):20150276.

[22] ASTM International. Standard test method for ultimate strength of advanced ceramics with diametrally compressed C-ring specimens at ambient temperature: ASTM C1323-10[S]. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International, 2010.

[23] FERBER M K, TENNERY V J, WATERS S B, et al. Fracture strength characterization of tubular ceramic materials using a simple C-ring geometry[J]. Journal of materials science, 1986, 21(8):2628-2632.

[24] JACOBSEN G M, STONE J D, KHALIFA H E, et al. Investigation of the C-ring test for measuring hoop tensile strength of nuclear grade ceramic composites[J]. Journal of nuclear materials, 2014, 452(1/2/3):125-132.

[25] 刘鸿文,林建兴,曹曼玲.高等材料力学[M].北京:高等教育出版社,1985.

[26] ZHAO S. 3D multi-scale characterization and modelling of damage in ceramic matrix composites[D]. Oxford: University of Oxford, 2018.

[27] 陈腾飞.基于SLS技术的Cf/SiC复合材料的制备及力学性能研究[D].哈尔滨:哈尔滨理工大学,2021.

[28] 刘方,宋晨,亢炜燎,等.纤维增韧提高载氧体抗磨损性实验研究[J].中国电机工程学报,2021,41(4):1234-1241.
LIU Fang, SONG Chen, KANG Weiliao, et al. Experimental investigation on fiber toughening to improve attrition resistance of oxygen carrier[J]. Proceedings of the CSEE, 2021, 41(4):1234-1241(in Chinese).

[29] HONG Z L, YUE X W, WANG Z Y, et al. Mechanical properties degradation and microstructure evolution of 2D-SiC_f/SiC composites in combustion gas environment[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(14):6845-6858.

[30] 孟志新,周影影,张毅,等.PIP-SiC基体改性C/SiC复合材料的微观结构与强韧性[J].航空材料学报,2020,40(6):16-22.
MENG Zhixin, ZHOU Yingying, ZHANG Yi, et al. Microstructure, strength and toughness of C/SiC composite modified by PIP-SiC matrix[J]. Journal of aeronautical materials, 2020, 40(6):16-22 (in Chinese).

[31] 席居宇,陈翠翠.混凝土纤维增韧原理及计算模型[J].江苏建材,2021(5):21-23.
XI Juyu, CHEN Cuicui. Reinforcing principle and calculation model of fiber in concrete[J]. Jiangsu building materials, 2021(5):21-23(in Chinese).

(编辑 李坤璐)